



# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 02073935  
PUBLICATION DATE : 13-03-90

APPLICATION DATE : 08-09-88  
APPLICATION NUMBER : 63225266

APPLICANT : HONDA MOTOR CO LTD;

INVENTOR : TAKAGI YOSHIAKI;

INT.CL. : C22C 21/00

TITLE : HIGH STRENGTH ALUMINUM ALLOY FOR MACHINE STRUCTURAL BODY

ABSTRACT : PURPOSE: To evade the adverse effect of an H<sub>2</sub> gas on the title alloy without executing degas treatment and to improve its fatigue strength by incorporating small amounts of hydride-formation components such as Ti, Zr and Cr into an Al alloy contg. specified Si, Cu, Mg, Fe and Mn.

CONSTITUTION: The title Al alloy is formed with the compsn. constituted of, by weight, 12 to 28% Si, 0.8 to 5% Cu, 0.3 to 3.5% Mg, 2 to 10% Fe, 0.5 to 2.9% Mn and 0.2 to 4% of one or more kinds of hydride-formation components selected from Ti, Zr, Co, Pd and Ni. In the Al alloy, adverse effect is evaded without executing degas treatment and high fatigue strength is shown.

COPYRIGHT: (C)1990,JPO&Japio

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A) 平2-73935

⑮ Int. Cl.<sup>5</sup>

C 22 C 21/00

識別記号

Z

庁内整理番号

6813-4K

⑬ 公開 平成2年(1990)3月13日

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全10頁)

⑭ 発明の名称 機械構造部材用高強度アルミニウム合金

⑰ 特 願 昭63-225266

⑱ 出 願 昭63(1988)9月8日

⑲ 発 明 者 椎 名 治 男 埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内

⑲ 発 明 者 高 木 善 昭 埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内

⑳ 出 願 人 本田技研工業株式会社 東京都港区南青山2丁目1番1号

㉑ 代 理 人 弁理士 落 合 健 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

機械構造部材用高強度アルミニウム合金

2. 特許請求の範囲

(1) Ti、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分を0.2重量%以上、4重量%以下含むことを特徴とする機械構造部材用高強度アルミニウム合金。

(2) Si 12.0重量%以上、28.0重量%以下；Cu 0.8重量%以上、5.0重量%以下；Mg 0.3重量%以上、3.5重量%以下；Fe 2.0重量%以上、10.0重量%以下；Mn 0.5重量%以上、2.9重量%以下；ならびにTi、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分 0.2重量%以上、4重量%以下；を含むことを特徴とする機械構造部材用高強度アルミニウム合金。

(3) Si 12.0重量%以上、28.0重量%以下；Cu 0.8重量%以上、5.0重量%以下；Mg 0.3重量%以上、3.5重量%以下；Fe 2.0重量%以上、10.0重量%以下；Mn 0.5重量%以上、2.9重量%以下；ならびにTi、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分 0.2重量%以上、4重量%以下；を含むアルミニウム合金マトリックスに、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子、SiC粒子、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>粒子、ZrO<sub>2</sub>粒子、TiO<sub>2</sub>粒子および金属Si粒子から選択される少なくとも一種の硬質粒子を0.5重量%以上、15.0重量%以下分散させたことを特徴とする機械構造部材用高強度アルミニウム合金。

## 3. 発明の詳細な説明

## A. 発明の目的

## (1) 産業上の利用分野

本発明は機械構造部材用高強度アルミニウム合金に関する。

## (2) 従来技術

従来、この種アルミニウム合金として、高圧粉密度を有する圧粉体に鍛造加工等を直接施す、いわゆる粉末直接成形法を適用して製造されたものが知られている。

## (3) 発明が解決しようとする課題

アルミニウム合金に水素ガスが含まれている場合には、その疲労強度が損なわれるので、従来は圧粉体に高温下で脱ガス処理を施しているが、この処理を行うことはアルミニウム合金の製造効率を低下させるだけでなく、その強度を損うおそれがある。

- 3 -

にTi、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分 0.2重量%以上、4重量%以下；を含むことを第2の特徴とする。

さらに、本発明に係る機械構造部材用高強度アルミニウム合金は、Si 12.0重量%以上、28.0重量%以下；Cu 0.8重量%以上、5.0重量%以下；Mg 0.3重量%以上、3.5重量%以下；Fe 2.0重量%以上、10.0重量%以下；Mn 0.5重量%以上、2.9重量%以下；ならびにTi、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分 0.2重量%以上、4重量%以下；を含むアルミニウム合金マトリックスに、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子、SiC粒子、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>粒子、ZrO<sub>2</sub>粒子、TiO<sub>2</sub>粒子および金属Si粒子から選択される少なくとも一種の硬質粒子を0.5重量%以上、15.0重量%以下

- 5 -

本発明は前記に鑑み、水素化物形成成分を含ませることによって、脱ガス処理を施さなくても高い疲労強度を発揮し得る前記アルミニウム合金を提供することを目的とする。

## B. 発明の構成

## (1) 課題を解決するための手段

本発明に係る機械構造部材用高強度アルミニウム合金は、Ti、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分を0.2重量%以上、4重量%以下含むことを第1の特徴とする。

また、本発明に係る機械構造部材用高強度アルミニウム合金は、Si 12.0重量%以上、28.0重量%以下；Cu 0.8重量%以上、5.0重量%以下；Mg 0.3重量%以上、3.5重量%以下；Fe 2.0重量%以上、10.0重量%以下；Mn 0.5重量%以上、2.9重量%以下；ならび

- 4 -

分散させたことを第3の特徴とする。

## (2) 作用

第1の特徴によれば、アルミニウム合金中の水素ガスが水素化物となって固定されるので、その合金の疲労強度が向上する。

たとえ、水素化物形成成分の含有量が0.2重量%を下回ると、水素化物形成作用が減退し、また4重量%を上回ると、アルミニウム合金の伸びおよび靱性の低下といった問題を生じる。

第2の特徴によれば、アルミニウム合金において、高温強度、耐摩耗性、熱間鍛造加工性、疲労強度およびヤング率がそれぞれ向上し、また熱膨脹係数が低下し、さらに高温下における耐応力腐食割れ特性が改善される。

前記各成分において、水素化物形成成分の含有理由および含有量の限定理由は前記の通りであり、また他の成分の含有理由等は以下の通りである。

6 -

## (a) Si について

Si は、耐摩耗性、ヤング率および熱伝導率を向上し、また熱膨脹係数を低下する効果を有する。ただし、12.0重量%を下回ると前記効果を得ることができず、一方、28.0重量%を上回ると、押出し加工および鍛造加工において成形性が悪化し、割れを生じ易くなる。

## (b) Cu について

Cu は、熱処理においてアルミニウム合金を強化する効果を有する。ただし、0.8重量%を下回ると、前記効果を得ることができず、一方、5.0重量%を上回ると、耐応力腐食割れ特性が悪化し、熱間鍛造加工性が低下する。

## (c) Mg について

Mg は、Cu と同様に熱処理においてアルミニウム合金を強化する効果を有する。ただし、0.3重量%を下回ると前記効果を得ることがで

きず、一方、3.5重量%を上回ると、耐応力腐食割れ特性が悪化し、熱間鍛造加工性が低下する。

## (d) Fe について

Fe は、高温強度およびヤング率を向上させる効果を有する。ただし、2.0重量%を下回ると、高温強度の向上を期待することができず、一方、10.0重量%を上回ると高速熱間鍛造加工が事実上不可能となる。

## (e) Mn について

Mn は、特に Fe  $\geq$  4重量%の範囲において、高温強度および耐応力腐食割れ特性を改善し、また熱間鍛造加工性を向上させる効果を有する。ただし、0.5重量%を下回ると、前記効果を得ることができず、一方、2.9重量%を上回ると、却って熱間鍛造加工性が悪化する等、悪影響が現れる。

7 -

第3の特徴によれば、第2の特徴における諸作用に加えて、アルミニウム合金マトリックスに分散する硬質粒子によりマトリックスの結晶転位が固着されてクリープ特性が改善され、また熱膨脹係数が低下し、さらにヤング率および耐摩耗性が向上する。ただし、アルミニウム合金マトリックスに対する硬質粒子の含有量が0.5重量%を下回ると、アルミニウム合金の摩耗量が増加し、またヤング率の向上および熱膨脹係数の減少の程度も低くなり、一方、15.0重量%を上回ると、疲労強度、熱間鍛造加工性および機械加工性がそれぞれ著しく低下し、また相手材の摩耗量が増加する等実用に供し得ない。

## (3) 実施例

高強度アルミニウム合金の製造は、粉末の調製、圧粉体の成形および熱間鍛造加工の順に行われる。

粉末の調製にはアトマイズ法が適用される。調

- 8 -

製後の粉末は篩別処理を施され、100メッシュよりも小さな直径を有するものが用いられる。

Ti、Zr、Co、PdおよびNiから選択される少なくとも一種の水素化物形成成分は、粉末調製用溶湯に添加されるか、または調製後の粉末に添加される。水素化物の形成を容易にするためには、後者の方が良い。

前記粉末には、必要に応じてAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子、SiC粒子、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>粒子、ZrO<sub>2</sub>粒子、TiO<sub>2</sub>粒子および金属Si粒子から選択される少なくとも一種の硬質粒子が添加される。

圧粉体の成形は、1次成形工程および2次成形工程を含む。

1次成形工程は、成形圧力1〜10t/cm<sup>2</sup>、粉末温度300℃以下、好ましくは100〜200℃である。この場合、粉末温度が100℃を下回ると、圧粉密度が高くなり、一方、200℃を

- 9 -

—213—

- 10 -

と同ると、粉末の凝集（ブリッジング）が発生して作業効率が低下するおそれがある。

また圧粉密度は75%以上に設定される。この値を下回ると、圧粉体の取扱い性が悪化する。

2次成形工程は、成形圧力3～10 t/cm<sup>2</sup>、圧粉体温度420～480℃、成形型温度300℃以下、好ましくは150～250℃である。この場合、成形型温度が150℃を下回ると、圧粉密度が高くなり、一方、250℃を上回ると、成形型および圧粉体間の潤滑が困難となって圧粉体の焼付きが発生するおそれがある。

圧粉密度は95～100%に設定される。この値を下回ると、熱間鍛造加工においてアルミニウム合金に割れが発生する。

なお、圧粉体の成形に当っては、1次成形工程のみを用いる場合もある。

熱間鍛造加工は、圧粉体の加熱温度350～5

00℃で行われる。この場合、加熱温度が350℃を下回ると、アルミニウム合金に割れが発生し、一方、500℃を上回るとアルミニウム合金にブリスタが発生する。

本発明合金は、内燃機関用摺動部材の構成材料として最適であり、例えばコンロッド用キャップ、クランクジャーナルの軸受キャップ等の軸受部材、吸、排気弁用スプリングリテーナ等に適用される。

以下、具体例について説明する。

1 1

- 1 2 -

表 1

合 金	化 学 成 分 ( 重 量 % )									
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Zr	Co	Pd	Ni
本 発 明	I	18	2.2	0.7	4.2	2.1	2.0	—	—	—
	II	18	2.1	0.6	4.0	1.9	—	2.2	—	—
	III	17	1.6	0.4	3.8	1.7	—	—	1.3	—
	IV	16	2.5	0.5	3.9	1.8	—	—	—	1.5
	V	17	1.8	0.3	4.2	1.8	—	—	—	—
	VI	17	2.1	0.5	4.0	2.0	1.0	—	—	—
	VII	18	2.0	0.6	4.0	1.8	3.6	—	—	—
	VIII	14.5	2.2	0.6	4.2	2.1	1.2	—	—	—
比 較 例	I	17	2.5	0.5	3.9	1.8	—	—	—	—
	II	16	2.2	0.8	4.3	2.2	—	—	—	—

表1に示す化学成分を含むアルミニウム合金溶湯を用い、アトマイズ法を適用して粉末を調製し、その粉末に篩別処理を施して100メッシュよりも小さな直径を有する粉末を得た。

前記粉末を用いて直径60mm、高さ40mmの短円柱状圧粉体を得た。この場合、1次成形工程は、成形圧力7 t/cm<sup>2</sup>、粉末温度120℃にて行われ、圧粉密度は80%であった。また2次成形工程は、成形圧力9 t/cm<sup>2</sup>、圧粉体温度460℃、成形型温度240℃にて行われ、圧粉密度は99%であった。

本発明合金I～VIIIおよび比較例合金Iに対応する圧粉体に熱間鍛造加工を施してそれら合金を得た。熱間鍛造は、圧粉体の加熱温度480℃、型温度150℃、高さ20mmになるまで自由鍛造、の条件で行われた。

また比較例合金IIに対応する圧粉体に脱ガス処

1 3 -

-214-

- 1 4 -

理および熱間押し加工を施してその合金を得た。

本発明合金Ⅰ～Ⅷおよび比較例合金Ⅰ、Ⅱから平行部の直径 5 mm、長さ 20 mm のテストピースを切出し、それらテストピースを用い、試験温度 200℃にて繰返し回数 10 回の圧縮-引張り疲労試験を行った。また各テストピースについて、溶融ガスキャリヤ法を適用して水素ガス量を測定した。

表Ⅱは疲労試験結果および水素ガス量測定結果を示す。

表 Ⅱ

合 金		疲 れ 限 度 (kg/mm <sup>2</sup> )	水素ガス量 (cc/100g 合金)
本 発 明	I	14.5	8
	Ⅱ	14.2	10
	Ⅲ	14.5	11
	Ⅳ	14.0	9
	V	14.5	10
	Ⅵ	14.8	11
	Ⅶ	14.2	12
	Ⅷ	14.6	11
比 較 例	I	9.5	12
	Ⅱ	15.0	2

表Ⅱから明らかなように、本発明合金Ⅰ～Ⅷは、水素ガス含有量が多いのにも拘らず比較的大きな疲労強度を有する。これは合金中の水素ガスが、Ti、Zr、Co、PdまたはNiと反応し、水

- 15 -

素化物となって固定されることに起因する。

比較例合金Ⅰは、Ti等の水素化物形成成分を含有していないので、水素ガスの存在に伴い疲労強度が低下する。

比較例合金Ⅱは、脱ガス処理を施されているので、当然のことながら水素ガス量が減少し、それに伴い疲労強度が向上する。

以下に述べる各種試験を行うため、表Ⅲに示すアルミニウム合金組成を有する比較例合金Ⅲ、Ⅳを製造する。製造法は、本発明部材Ⅰ～Ⅷと同一である。比較例合金Ⅲの組成は鋳造材である J I S A C 8 C に相当する。

表 Ⅲ

比較例 合 金	化 学 成 分 ( 重 量 % )				
	S i	C u	M g	F e	M n
Ⅲ	9.2	3.2	1.0	<1.0	<0.5
Ⅳ	20.0	3.5	1.5	5.0	—

- 17 -

表Ⅳは、本発明合金Ⅰ～Ⅷおよび比較例合金Ⅲの熱膨脹係数およびヤング率を示す。

表 Ⅳ

合 金		熱膨脹係数 ( $\times 10^{-6}$ , 20-200℃)	ヤング率 (200℃, kg/mm <sup>2</sup> )
本 発 明	I	18.0	9200
	Ⅱ	18.2	9100
	Ⅲ	18.6	9000
	Ⅳ	18.4	9300
	V	18.4	9400
	Ⅵ	18.2	9300
	Ⅶ	17.8	9500
	Ⅷ	18.4	9300
比較例 部材Ⅲ		20.5	7000

表Ⅳから明らかなように、本発明合金Ⅰ～Ⅷは比較例合金Ⅲに比べて熱膨脹係数が低下し、また

- 18 -

ヤング率が向上している。これは主として Fe 含有量に起因する。

表 V は、本発明合金 I ~ VII および比較例合金 IV に対して応力腐食割れ試験 (JIS H 8711) を行った場合の結果を示す。

応力腐食割れ試験は、縦 10 mm、横 20 mm、厚さ 3 mm のテストピースを、それに対する負荷応力を  $\sigma_{0.2} \times 0.9$  (ただし、 $\sigma_{0.2}$  は、各合金の 0.2 % 耐力) として、液温 30 °C、濃度 3.5 % の NaCl 水溶液中に 28 日間浸漬することにより行われ、耐応力腐食割れ特性の優劣はテストピースにおけるクラックの発生の有無により判断された。

表 V

合 金		クラックの発生の有無
本発明	I ~ VII	無 無
比較例	IV	有

表 V から明らかなように、本発明合金 I ~ VII は比較例合金 IV に比べて耐応力腐食割れ特性が優れており、これは主として Mn の添加に起因する。

表 VI は、本発明合金 I、II、III および比較例合金 IIII について摺動摩耗試験を行った場合の結果を示す。

摺動摩耗試験は、縦 10 mm、横 10 mm、厚さ 5 mm のテストピースを、速度 2.5 m/sec で回転する直径 13.5 mm の JIS S50C 製円盤に圧力 200 kg/cm<sup>2</sup> を以て押圧し、また潤滑油を 5 cc/

- 19 -

min の条件で滴下し、摺動距離 18 km に亘って行われたもので、摩耗量はテストピースにおける試験前後の重量差 (g) を求めることにより測定された。

表 VI

合 金		摩耗量 (g)
本発明	I	0.0025
	II	0.0028
	III	0.0040
比較例	IIII	0.06

表 VI から明らかなように、本発明合金 I、II、III は比較例合金 IIII に比べて、優れた耐摩耗性を有しており、これは Si の含有量に起因する。

次に、硬質粒子を含有する本発明合金 IX ~ XIV について説明する。

本発明合金 IX ~ XIV におけるアルミニウム合金

- 21 -

- 20 -

マトリックスの化学成分は、表 I に示す前記本発明合金 I ~ VII と同一であり、これらマトリックスに表 VII に示すように各種硬質粒子を分散させた。また本発明合金 IX ~ XIV は前記本発明合金 I ~ VII と同一の方法で製造された。

表 VII

本発明合金	硬質粒子 (重量%)					
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiC	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	ZrO <sub>2</sub>	金属 Si	TiO <sub>2</sub>
IX	3	—	—	—	—	—
X	—	2	—	—	—	—
XI	—	—	3	—	—	—
XII	—	—	—	2	—	—
XIII	—	—	—	—	4	—
XIV	—	—	—	—	—	3

表 VII は、本発明合金 IX ~ XIV における疲労試験結果および水素ガス量測定結果を示す。試験法および

- 22 -

—216—

び測定法は前記と同一である。

表 VII

本発明合金	炭 れ 限 度 (kg/mm <sup>2</sup> )	水素ガス量 (cc/100g 合金)
IX	15.0	8
X	15.2	10
X I	15.0	11
X II	14.5	9
X III	15.0	10
X IV	15.2	8

表 VII より明らかなように、本発明合金 IX ~ X IV は硬質粒子の添加に伴い、表 II の場合に比べて疲労強度が向上する。

表 IX は、本発明合金 IX ~ X IV の熱膨脹係数およびヤング率を示す。

表 IX

本発明合金	熱膨脹係数 ( $\times 10^{-6}$ , 20~200℃)	ヤング率 (200℃, kg/mm <sup>2</sup> )
IX	17.5	10000
X	17.8	9700
X I	18.0	10000
X II	17.9	9600
X III	17.8	9800
X IV	17.9	9600

表 IX から明らかなように、本発明合金 IX ~ X IV は表 IV の場合に比べて、熱膨脹係数が低下し、またヤング率が向上しており、これはアルミニウム合金マトリックスに Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等の硬質粒子が分散していることに起因する。

また、本発明合金 IX ~ X IV に対して前記と同一の応力腐食割れ試験 (J I S H 8 7 1 1) を行ったところ、クラックの発生は認められなかった。

- 2 4 -

- 2 3 -

表 X は、本発明合金 IX, X, X I に対して前記と同一の摺動摩耗試験を行った場合を示す。

表 X

本発明合金	摩 耗 量 (g)
IX	0.0015
X	0.0020
X I	0.0018

表 X から明らかなように、本発明合金 IX, X, X I は表 VI の場合に比べて、優れた耐摩耗性を有しており、これはアルミニウム合金マトリックスに Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粒子等の硬質粒子が分散していることに起因する。

表 X I は、本発明合金 IX, X, X I および比較例合金 I に対してクリーブ試験を行った場合の結果を示す。

クリーブ試験は、平行部の直径 6 mm、長さ 40

mm のテストピースに、170℃にて 12 kg/mm<sup>2</sup> の圧縮力を 100 時間に亘って付与することにより行われ、クリーブ縮み量はテストピースの試験前後の長さの比 (%) を求めることによって測定された。

表 X I

合 金	クリーブ縮み量 (%)
IX	0.03
X	0.02
X I	0.04
比較例 I	0.1

表 X I から明らかなように、本発明合金 IX, X, X I は、比較例合金 I に比べてクリーブ縮み量が減少しており、これはアルミニウム合金マトリックスに Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粒子等の硬質粒子が分散していることによりアルミニウム合金マトリックスの結

- 2 5 -

- 2 6 -



品の転位が固着されることに起因する。

なお、鑄造材に相当する比較例合金Ⅱのクリープ縮み量は0.04%であり、本発明合金Ⅸ、Ⅹ、ⅩⅠのそれは鑄造材に略匹敵する。

表ⅩⅡは、コンロッドにおけるクランクピン孔（直径5.5mm）の寸法変化と温度との関係を示す。

コンロッドAは、その桿部側を比較例合金Ⅰより構成され、またキャップを本発明合金Ⅸより構成されている。コンロッドBは、その桿部側およびキャップを比較例合金Ⅰより構成されている。両コンロッドA、Bにおいて、キャップは桿部側にボルトにより締結される。

表 ⅩⅡ

	クランクピン孔の直径変化量 ( $\mu\text{m}$ )	
	室 温	150℃
コンロッドA	0	+72
コンロッドB	0	+67

表ⅩⅡから明らかなように、本発明合金Ⅸより構成されたキャップを有するコンロッドAは、比較例合金Ⅰより構成されたコンロッドBに比べて温度上昇に伴うクランクピン孔の直径変化量が少なく、これにより機関運転時におけるクランクピンとクランクピン孔間のクリアランス変化を抑制することができる。これはアルミニウム合金マトリックスに3重量%のA<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子を分散させたことによりキャップの熱膨脹係数の低下が図られていることに起因する。

- 27 -

表ⅩⅢは本発明合金ⅩⅤ～ⅩⅩⅦの化学成分を示し、また表ⅩⅣはこれら合金ⅩⅤ～ⅩⅩⅦの疲労試験結果および水素ガス量測定結果を示す。各合金の製造法、それら合金に対する疲労試験および水素ガス量測定法は前記本発明合金Ⅰ～Ⅶの場合と同じである。

- 28 -

表 ⅩⅢ

本発明 合金	化 学 成 分 ( 重 量 % )									
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Zr	Co	Pd	Ni
ⅩⅤ	14	1.2	1.0	4.5	1.6	1.0	1.0	—	—	—
ⅩⅥ	15	2.2	0.6	3.8	1.7	1.2	—	0.6	—	—
ⅩⅦ	17	2.5	0.4	3.5	2.2	1.0	—	—	0.4	—
ⅩⅧ	16	2.0	0.8	4.2	1.8	1.2	—	0.6	—	1.2
ⅩⅨ	14	2.0	0.6	4.0	1.5	—	0.8	0.6	—	—
ⅩⅩ	15	1.8	0.5	3.4	2.0	—	1.0	—	0.8	—
ⅩⅩⅠ	15	1.7	0.4	4.0	1.6	—	1.2	—	—	0.8
ⅩⅩⅡ	16	2.0	0.6	3.8	1.4	—	—	1.5	0.3	—
ⅩⅩⅢ	15	1.8	0.8	3.6	1.6	—	—	1.4	—	0.8
ⅩⅩⅣ	16	2.0	0.6	4.0	0.8	—	—	—	0.4	2.0
ⅩⅩⅤ	15	2.2	0.4	3.5	1.0	0.6	0.4	0.4	—	—
ⅩⅩⅥ	15	1.8	0.4	3.3	0.8	0.4	0.6	—	—	0.4
ⅩⅩⅦ	14	1.6	0.5	3.2	0.8	0.6	—	0.3	—	0.4
ⅩⅩⅧ	15	1.8	0.5	3.4	0.6	0.6	—	0.4	—	0.4

- 29 -

—218—

- 30 -

表 X IV

本発明 合金	疲れ限度 (kg/mm <sup>2</sup> )	水素ガス量 (cc/100g合金)
X V	14.0	10
X VI	14.2	9
X VII	13.4	7
X VIII	14.6	8
X IX	14.0	6
X X	13.2	8
X X I	14.6	10
X X II	14.2	9
X X III	14.2	7
X X IV	13.6	10
X X V	14.8	8
X X VI	14.0	9
X X VII	14.6	10
X X VIII	14.8	7

- 3 1 -

を提供することができる。

第(3)項記載の発明によれば、前記諸効果に加えて、高温下におけるクリープ特性を改善し、また熱膨脹係数を一層低下し、その上ヤング率および耐摩耗性をさらに向上させた機械構造部材用高強度アルミニウム合金を提供することができる。

特 許 出 願 人 本田技研工業株式会社  
代 理 人 弁 理 士 落 合 健  
同 田 中 隆 秀

- 3 3 -

## C. 発明の効果

第(1)項記載の発明によれば、脱ガス処理を施さなくても水素ガスによる悪影響を回避して高い疲労強度を発揮し得る機械構造部材用高強度アルミニウム合金を提供することができる。またこの合金は水素ガス量に制限されることがないので、脱ガス処理を考慮する必要がなく、したがって、合金製造に当り、従来の圧粉、押出し、鍛造の各工程を順次経ることなく、圧粉工程から直接鍛造加工に移行する粉末直接成形法の適用が可能となり、これにより合金製造の簡素化を図って、その量産性を向上させることができる。

第(2)項記載の発明によれば、前記効果に加えて、高温強度、耐摩耗性、熱間鍛造加工性、およびヤング率をそれぞれ向上し、また熱膨脹係数を低下し、さらに高温下における耐応力腐食割れ特性を改善した機械構造部材用高強度アルミニウム合金

- 3 2 -

## 手 続 補 正 書 (自発)

平成 元年 8 月 24 日

特 許 庁 長 官 殿



## 1. 事件の表示

特願昭63-225266号

## 2. 発明の名称

機械構造部材用高強度アルミニウム合金

## 3. 補正をする者

事件との関係 特許出願人

名称 (532) 本田技研工業株式会社

## 4. 代 理 人 〒105

住所 東京都港区西新橋三丁目1番10号

西新橋阿部ビル 電話 東京 434-4151

氏名 (7187) 弁理士 落 合 健

(外1名)



## 5. 補正の対象

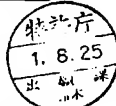
明細書の「発明の詳細な説明」の欄

## 6. 補正の内容

(1)明細書の第17、第18頁を別紙の通り訂正する。

方式  
審査

以上



素化物となって固定されることに起因する。

比較例合金Ⅰは、Ti等の水素化物形成成分を含有していないので、水素ガスの存在に伴い疲労強度が低下する。

比較例合金Ⅱは、脱ガス処理を施されているので、当然のことながら水素ガス量が減少し、それに伴い疲労強度が向上する。

以下に述べる各種試験を行うため、表Ⅲに示すアルミニウム合金組成を有する比較例合金Ⅲ、Ⅳを製造する。製造法は、本発明合金Ⅰ～Ⅶと同一である。比較例合金Ⅲの組成は鋳造材であるJIS A C 8 Cに相当する。

表 Ⅲ

比較例 合金	化学成分（重量％）				
	S i	C u	M g	F e	M n
Ⅲ	9.2	3.2	1.0	<1.0	<0.5
Ⅳ	20.0	3.5	1.5	5.0	—

- 1 7 -

表Ⅳは、本発明合金Ⅰ～Ⅶおよび比較例合金Ⅲの熱膨張係数およびヤング率を示す。

表 Ⅳ

合 金		熱膨張係数 ( $10^{-6}$ , 20~200℃)	ヤング率 (200℃, kg/mm <sup>2</sup> )
本 発 明	I	18.0	9200
	II	18.2	9100
	III	18.6	9000
	IV	18.4	9300
	V	18.4	9400
	VI	18.2	9300
	VII	17.8	9500
比較例 合金Ⅲ		20.5	7000

表Ⅳから明らかなように、本発明合金Ⅰ～Ⅶは比較例合金Ⅲに比べて熱膨張係数が低下し、また

- 1 8 -